



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **11310846 A**(43) Date of publication of application: **09.11.99**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00
C22C 38/58
(21) Application number: **11085516**(22) Date of filing: **29.03.99**(62) Division of application: **06038538**(71) Applicant: **SUMITOMO METAL IND LTD**
(72) Inventor:
YAMASHITA MASATO
FUJIWARA TOMOYA
ARIMUCHI KAZUSHIGE
YUKI HIDEAKI
OKAGUCHI HIDEJI
ICHINOSE TAKESHI
KUSHIDA TAKAHIRO
YODA NOBORU
(54) STEEL PLATE WITH FATIGUE CRACK
PROPAGATION INHIBITING EFFECT

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel plate having a property of hardly causing fatigue crack propagation.

SOLUTION: The steel plate has a composition consisting of 0.01-0.3% C, 0.1-0.5% Si, 0.3-2.0% Mn, 0.005-0.1%

sol.Al, $\leq 1.5\%$ Cr, $\leq 0.6\%$ Mo, $\leq 0.5\%$ Ni, $\leq 1.0\%$ Cu, $\leq 0.1\%$ Nb, $\leq 0.1\%$ Ti, $\leq 0.1\%$ V, and the balance Fe with inevitable impurities. In this case, the structure of this steel plate is composed of a matrix as a soft part and a hard part dispersed in the matrix, and the difference in hardness between these two parts is ≥ 150 by Vickers hardness.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-310846

(43)公開日 平成11年(1999)11月9日

(51)Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00
38/58

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00
38/58

3 0 1 A

審査請求 有 請求項の数 3 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平11-85516
(62)分割の表示 特願平6-38538の分割
(22)出願日 平成6年(1994)3月9日

(71)出願人 000002118
住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(72)発明者 山下 正人
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内
(72)発明者 藤原 知哉
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内
(72)発明者 有持 和茂
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内
(74)代理人 弁理士 穂上 照忠 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板

(57)【要約】

【課題】疲労亀裂が進展しにくい性質を有する鋼板を提供する。

【解決手段】C:0.01~0.3%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.3~2.0%およびsol.Al:0.005~0.1%、さらに、Cr:1.5%以下、Mo:0.6%以下、Ni:0.5%以下、Cu:1.0%以下、Nb:0.1%以下、Ti:0.1%以下およびV:0.1%以下を含み、残部はFeと不可避不純物からなる鋼板であって、その組織は軟質部の素地とこの素地に分散した硬質部とからなり、この2部分の硬度差がビッカース硬度で150以上であることを特徴とする疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】質量%で、C：0.01～0.3 %、Si：0.1～0.5 %、Mn：0.3～2.0 %およびsol.Al：0.005～0.1 %、さらに、Cr：1.5 %以下、Mo：0.6 %以下、Ni：0.5 %以下、Cu：1.0 %以下、Nb：0.1 %以下、Ti：0.1 %以下およびV：0.1 %以下を含み、残部はFeと不可避不純物からなる鋼板であって、その組織は軟質部の素地とこの素地に分散した硬質部とからなり、この2部分の硬度差がビッカース硬度で150 以上であることを特徴とする疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板。

【請求項 2】硬質部の平均間隔が $50\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板。

【請求項 3】軟質部の平均粒径が $50\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする請求項 2 に記載の疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、土木建築構造物、船体、海洋構造物や装置およびラインパイプ等の材料として好適な、大気中および腐食環境中において疲労亀裂進展特性に優れた鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、土木建築構造物等は大型化および軽量化が要求されており、このため、構造用鋼材の高強度化が望まれている。船体用材料等でも、大型化およびコストダウンの観点から高張力鋼の使用が拡大され始めている。しかし、高強度鋼を使用する場合、当然設計応力が上昇するために疲労破壊が重要な問題となる。

【0003】一方、構造用鋼材等の厚鋼板では一般に溶接施工が施されるため、溶接部から疲労亀裂が発生するケースが多い。したがって、溶接部から発生・進展する疲労亀裂を鋼材で停留させることができれば、構造物の疲労寿命を延長するのに有効である。

【0004】疲労亀裂の進展を停留させるためには、特開平 5 - 148541 号公報にあるように疲労亀裂先端にマイクロクラックを発生させる方法がある。しかし、この方法の効果は、低 ΔK (ΔK ：最大応力拡大係数と最小応力拡大係数との差) 領域、すなわち、亀裂が長くなく応力レベルが低い場合に限られ、溶接部から発生してある程度の長さを有しており、中 ΔK 領域にある亀裂に関しては、少ないと考えられる。

【0005】日本機械学会論文集 A 編, vol. 45 (1979), P. 440～445 にあるように、機械構造用鋼の分野で疲労耐久限度におよぼす組織の影響が調査されているが、長さが約 $500\mu\text{m}$ を超える長い亀裂においては、その進展は組織の影響を受けにくいことが指摘されており、疲労亀裂の進展抑制をさらに向上させようとする場合に必要で、比較的長い亀裂の進展を抑制するための知見は示されていない。

【0006】特開平 4 - 329848 号公報には、疲労強度が重要な特性である自動車用ホイールをはじめとする各種用途の熱延鋼板に関して、二相組織中の母相と第二相の硬さ、面積率および第二相の粒径を限定すれば、良好な疲労強度が得られることが示されているものの、疲労亀裂の進展挙動については十分に検討がなされているとは言えず、また組織間の硬度差に着目した疲労亀裂の進展抑制効果については明らかになっていない。

【0007】

10 【発明が解決しようとする課題】本発明は上記課題を解決するためになされたものであり、具体的な目的は、土木建築構造物や船体、海洋構造物や装置、ラインパイプ等の材料として使用される鋼材であって、疲労亀裂が進展しにくい性質を有する鋼板を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は下記の(1)～(3)の疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板にある。

20 【0009】(1)質量%で、C：0.01～0.3 %、Si：0.1～0.5 %、Mn：0.3～2.0 %およびsol.Al：0.005～0.1 %、さらに、Cr：1.5 %以下（無添加でもよい）、Mo：0.6 %以下（無添加でもよい）、Ni：0.5 %以下（無添加でもよい）、Cu：1.0 %以下（無添加でもよい）、Nb：0.1 %以下（無添加でもよい）、Ti：0.1 %以下（無添加でもよい）およびV：0.1 %以下（無添加でもよい）を含み、残部はFeと不可避不純物からなる鋼板であって、その組織は軟質部の素地とこの素地に分散した硬質部とからなり、この2部分の硬度差がビッカース硬度で150 以上である鋼板。

30 【0010】(2)硬質部の平均間隔が $50\mu\text{m}$ 以下である上記(1)の鋼板。

【0011】(3)軟質部の平均粒径が $50\mu\text{m}$ 以下である上記(2)の鋼板。

【0012】ここでいう硬質部とは、マルテンサイト、ベイナイト、パーライト、疑似パーライトおよび焼戻しマルテンサイトの1種以上から、軟質部とはフェライトから、それぞれ構成される組織を意味する。

【0013】本発明は、疲労挙動に及ぼす材料因子について検討して得た次の①～③の知見に基づいている。

40 【0014】①鋼材の疲労挙動を調査した結果によれば、複合組織であって、構成組織間の硬度差が大きい場合、疲労亀裂が停留しやすいこと。そして、この効果は、硬質部と軟質部との存在比率（体積率）によって、あまり影響を受けないこと。

50 【0015】②複合組織中の各組織間の硬度差をある値以上にした場合、またこれに加えて軟質部の平均粒径を一定値以下に抑制した場合、または、硬質部の平均間隔（分散距離）を一定値以下に抑制した場合、進展する亀裂が硬質部と軟質部の境界近傍に到達した際、先端における塑性変形が抑制されることにより、上述の疲労亀裂

の停留が起こること。

【0016】③Cr、Mo、NiおよびCuのいずれかを少量添加することにより、鋼材の耐食性等を向上させ、腐食環境中においても疲労亀裂進展抑制特性を向上させる効果が期待できること。

【0017】また、Nb、TiおよびVのいずれかを添加すれば、炭化物を生成することにより軟質部（フェライト）を強化する効果が得られ、軟質部内を進展する疲労亀裂進展速度は低下すること。

【0018】

【発明の実施の形態】以下、本発明の鋼板の化学組成、その組織および軟質部と硬質部の硬度差の限定理由を作用効果とともに説明する。％は質量％を意味する。

【0019】1) 鋼板の化学組成

C：0.01～0.3 %

Cは鋼の強度を高める成分である。本発明鋼板の用途に必要な強度レベルを保持するために、C含有量は0.01%以上とした。これを下回ると必要な強度と組織を確保するのが困難である。一方、鋼板の主要な用途では必ず溶接施工を受けるので、溶接割れの発生を防止するために、C含有量の上限は0.3 %とした。望ましいC含有量の範囲は0.03～0.18%である。

【0020】Si：0.1～0.5 %

Siは鋼の脱酸のために必要な成分である。Si含有量が0.1 %未満ではこの効果が期待できない。一方、0.5 %を超えると鋼の靱性が損なわれる。望ましいSi含有量の範囲は0.25～0.4 %である。

【0021】Mn：0.3～2.0 %

Mnは鋼の強度を向上させる成分である。Mn含有量が0.3 %未満では、鋼板の用途に必要な強度を確保するのが困難である。しかし、MnもCと同様、溶接熱影響部を硬化させ溶接割れをもたらし成分であることから、その含有量には上限がある。すなわち、2.0 %を上回ると溶接割れが発生しやすくなる。望ましいMnの含有量は0.7～1.4 %である。

【0022】sol.Al：0.005～0.1 %

Alは、鋼の脱酸のためにsol.AlとしてAl含有量が0.005 %以上となるようする必要がある。しかし、sol.Al含有量が0.1%を上回ると鋼の清浄度および靱性が損なわれる。

【0023】本発明の鋼板の一つは、上記の成分の外、残部がFeと不可避不純物からなるものである。不純物の中のPとSは、それぞれ0.025 %以下、0.020 %以下に抑えるのが望ましい。

【0024】本発明の鋼板は上記の各成分に加えて、さらに、必要に応じて次の7種類の成分の中の1種または2種以上を含むものであってもよい。

【0025】Cr：1.5 %以下

Crは、腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性の改善および軟質部の転位構造の制御と微視的塑性変形の抑制に有

効な成分である。したがって、積極的に添加する場合Cr含有量は0.01%以上とするのが望ましい。しかし、Cr含有量が1.5 %を超えると、これらの効果が飽和する上に鋼の強度が過剰に上昇しすぎ、靱性が損なわれる。より望ましいのは0.3～1.0 %の範囲である。

【0026】Mo：0.6 %以下

Moも、腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性の改善および軟質部の転位構造の制御と微視的組成変形の抑制に有効な成分である。したがって、積極的に添加する場合Mo含有量の下限は0.05%とするのが望ましい。しかし、Mo含有量が0.6 %を超えると、これらの効果が飽和する上に鋼の強度が過剰に上昇しすぎ、靱性が損なわれる。より望ましいのは0.1～0.4 %の範囲である。

【0027】Ni：0.5 %以下

Niも、腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性の改善および軟質部の転位構造の制御と微視的塑性変形の抑制に有効な成分である。したがって、積極的に添加する場合Ni含有量の下限は0.1 %とするのが望ましい。しかし、Ni含有量が0.5 %を超えると、これらの効果が飽和する上に鋼の強度が過剰に上昇しすぎ、靱性が損なわれる。より望ましいのは0.2～0.4 %の範囲である。

【0028】Cu：1.0 %以下

Cuも、腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性の改善および軟質部の転位構造の制御と微視的組成変形の抑制に有効な成分である。ただし、Cu含有量が0.1%未満ではその効果が小さいので、積極的に添加する場合Cu含有量は0.1 %以上とするのが望ましい。しかし、Cu含有量が1.0 %を超えると、これらの効果が飽和する上に鋼の強度が過剰に上昇しすぎ、靱性が損なわれる。より望ましいのは、0.3～0.5 %の範囲である。

【0029】以上のCr、Mo、NiおよびCuは、いずれも耐食性を向上させる作用を有し、この効果も相俟って腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性が改善される。

【0030】Nb、Ti、V：いずれも0.1 %以下

Nb、TiおよびVは、いずれも炭化物を生成することにより、軟質部を細粒化して強化するため、腐食環境下での疲労亀裂進展抑制特性の改善に有効な成分である。したがって、これらの3種類の成分から1種以上を選んで積極的に添加する場合には、含有量はいずれも0.01%以上とするのが望ましい。しかし、含有量が0.1%を超えると上記効果が飽和する上に鋼の強度が過剰に上昇しすぎ、靱性が損なわれる。より望ましいのは、TiおよびNbとともに0.01～0.03%、Vで0.02～0.05%の範囲である。

【0031】2) 鋼板の組織および硬度差

上記の化学組成を有する本発明鋼板は、通常の溶製、鋳造（連続鋳造またはインゴット鋳造）の後、熱間鍛造または熱間圧延を行い、熱処理を施す製造工程で得ることができる。

【0032】本発明鋼板は、軟質部の素地とこの素地に

分散した硬質部とからなる複合組織を有するものである。硬質部はマルテンサイト、ベイナイト、パーライト、疑似パーライトおよび焼戻しマルテンサイトの1種以上からなる組織、軟質部はフェライト組織である。

【0033】これは、硬質部と軟質部の2種類の組織を複合形成させて、その界面近傍において亀裂進展の停留効果を得るためである。この効果は、硬質部と軟質部との存在比率（体積率）によって、あまり影響を受けない。したがって、本発明鋼板では、上記の存在比率は特に限定されない。

【0034】本発明鋼板の一つは、上記の軟質部の素地とこの素地に分散した硬質部とからなる複合組織において、さらに硬質部と軟質部との硬度の差をビッカース硬度（以下、Hv という）で150以上としたものである。

【0035】軟質部と硬質部との硬度差をHvで150以上にする理由は次のとおりである。この硬度差が150以上になると、亀裂先端の転位の移動が軟質部と硬質部との界面で阻止されるとともに、バーガースベクトルが界面に直交する転位が、両部の界面近傍の軟質部内に配列するため、傾角粒界が形成される。この傾角粒界は、粒界一次転位のみにより構成されるため、粒界凝集力が高く、破壊の抵抗となりやすい。さらに、形成された傾角粒界には転位が突入しにくいいため、引き続き繰り返す応力が作用する場合には、粒界に隣接する軟質部側に新しい傾角粒界が形成される。このようなステップを繰り返すことにより、大きな体積を有する傾角粒界の集合部が形成される。この集合部は亀裂進展の抵抗となり、鋼材*

*の亀裂進展抑制特性を向上させるのである。

【0036】本発明鋼板の他の一つは、その組織を軟質部（素地）と硬質部（分散相）とからなるものとし、この2部分の硬度差をHvで150以上、さらに分散相の硬質部の平均間隔（分散距離）を50 μ m以下としたものである。ここで、硬質部の平均間隔は中心間距離を指すものである。

【0037】このような複合組織も、硬質、軟質の両部からなり、適正な硬度差を有するため、その界面近傍で亀裂進展の停留効果を得ることができる。

【0038】硬質部の平均間隔が50 μ m以下で分散するように制御した場合には、この制御により軟質部内の微視的な塑性変形を抑制し、亀裂停留効果が顕著になる。硬質部の平均間隔が50 μ mを超えると、その顕著な効果が得られなくなる。

【0039】本発明鋼板では、前記の複合組織と硬度差を維持し、さらに軟質部の平均粒径が50 μ m以下と硬質部の平均間隔が50 μ m以下との両方の条件を満たせば、一層好ましい効果を得ることができる。

20 【0040】

【実施例】表1に示す化学組成の鋼を連続 casting により厚さ160mmのスラブとし、熱間で直送して熱間圧延に供し、厚さ40mmの鋼板とした。得られた鋼板の組織と硬度差を制御するため、これらの鋼板に表2に示す条件で加工熱処理を施した。

【0041】

【表1】

鋼 No	化学組成 (mass.%, bal.: Fe及び不純物)										
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	sol. Al
1	0.13	0.32	0.75	—	—	—	—	—	—	—	0.031
2	0.15	0.25	0.82	—	—	—	—	0.025	—	—	0.025
3	0.12	0.31	1.33	—	—	—	—	—	0.021	—	0.027
4	0.18	0.19	0.79	—	—	—	—	—	—	0.042	0.031
5	0.14	0.18	1.41	—	—	—	—	0.038	0.014	0.051	0.025
6	0.08	0.29	0.74	—	—	—	—	—	—	—	0.034
7	0.06	0.27	0.48	—	—	—	—	0.023	—	—	0.023
8	0.05	0.33	1.34	—	—	—	—	—	0.026	—	0.024
9	0.09	0.16	0.73	—	—	—	—	—	—	0.046	0.035
10	0.10	0.19	1.44	—	—	—	—	0.023	0.015	0.047	0.023
11	0.07	0.30	0.99	0.35	—	—	—	—	—	—	0.025
12	0.08	0.29	0.86	—	0.41	—	—	—	—	—	0.031
13	0.10	0.29	0.98	—	—	0.30	—	—	—	—	0.031
14	0.09	0.28	1.02	—	—	—	0.31	—	—	—	0.026
15	0.08	0.29	1.10	0.31	0.33	—	—	—	—	—	0.031
16	0.09	0.31	1.21	0.33	—	0.32	—	—	—	—	0.033
17	0.08	0.30	0.89	0.35	—	—	0.29	—	—	—	0.032
18	0.08	0.25	0.89	—	0.35	0.34	—	—	—	—	0.027
19	0.07	0.30	0.90	—	0.34	—	0.28	—	—	—	0.033
20	0.08	0.26	1.01	—	—	0.35	0.28	—	—	—	0.028
21	0.06	0.28	0.75	0.31	0.32	—	—	0.029	—	—	0.034
22	0.07	0.29	0.81	—	0.34	0.31	—	—	0.018	—	0.029
23	0.07	0.27	0.72	—	—	0.30	0.25	—	—	0.038	0.032
24	0.05	0.25	0.70	0.10	0.11	0.18	0.20	0.010	0.011	0.021	0.030

【0042】

【表2】

表2

熱処理 条件	A型	(1) 焼入れ Acs点以上1200℃以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以上。 (2) または直接焼入れ Acs点以上1200℃以下に0.5hr 以上加熱、圧延後、冷却速度 10℃/s以上。 (3) または焼入れ-2相域焼入れ Acs点以上1200℃以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以上、 -Aci点以上Acs点以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以上。
	B型	ノルマ処理-2相域焼入れ Acs点以上1200℃以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以下 -Aci点以上Acs点以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以上。
	C型	ノルマ処理の途中から焼入れ Acs点以上1200℃以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以下で冷却中 に600℃以下から 10℃/s以上で冷却、 -Aci点以上Acs点以下に0.5hr 以上加熱、冷却速度 10℃/s以上。
	T	焼き戻し：Aci点以下に0.5 hr以上保持。

【0043】すなわち、鋼番1～24の各鋼に対し、加熱温度、圧延条件、冷却速度等を適切に制御することによって、種々の組織、軟質部と硬質部の硬度差、軟質部の平均粒径、硬質部の平均間隔（分散距離）を有し、引張強度が41～86kgf/mm²の範囲の鋼板とした。比較例として、焼入れ後、表2に記載の条件で焼戻し処理をおこなった鋼板も評価した。

【0044】これらの鋼板から採取した試験材を試番1～56とし、組織、軟質部の平均粒径、硬質部の平均間隔、硬度差及び疲労亀裂進展抑制特性を調査した。

【0045】鋼板の組織調査と硬度の測定は、サンプルをエポキシ樹脂に埋め込み、切断、断面の研磨、エッチングを施して、顕微鏡観察および微小領域の硬度測定を行うことにより行った。

【0046】疲労亀裂進展抑制特性の調査は、図1(b)に示すCT試験片1と図1(a)に示すサーボバルサ装置を用いる疲労試験法によった。

【0047】図1(a)に示す装置では、1はCT試験片、2は試験溶液槽、3は溶液循環ポンプ、4はロードセル、5は油圧シリンダー、6は油圧源、7はサーボバルブ、8は波形発生器、9は負荷制御器であり、試験溶液槽2中で試験片1に油圧シリンダー5により繰返し応*

*力を負荷することができる。疲労試験条件は次のとおりである。

【0048】f（繰返し速度）=30Hz

R（応力比）=0.1

T（試験温度）=室温

試験雰囲気：①湿潤硫化水素環境中

（水10%を懸濁させた原油に、硫化水素濃度1%、残りは窒素の混合ガスを試験期間中常時吹き込み）

②ASTM, D-1141-52で規定する人工海水中

③大気中

疲労試験結果の検討によれば、いずれの試験片の場合も中ΔK領域（本試験では約50～300 kgf/mm^{3/2}）における第2領域で、Paris則〔Trans. ASME, Ser. D. 85. 523 (1963)〕、すなわち $da/dN=C(\Delta K)^m$ 、ただし、 $[\Delta K]:\text{kgf/mm}^{3/2}$ 、 $[da/dN]:\text{mm/cycle}$ が成り立つことが判明した。したがって、疲労亀裂進展抑制特性は、この中ΔK領域の $\Delta K=50$ および $100\text{kgf/mm}^{3/2}$ における、亀裂進展速度 $da/dN(\text{mm/cycle})$ の平均値 $(da/dN)_a$ で評価することとした。表3～表6に上記の調査、測定および疲労試験の結果を示す。

【0049】

【表3】

表3

区分	試験 No.	鋼 No.	組織	軟質部 平均粒径 (μm)	硬質部 平均間隔 (μm)	硬度差 (ΔHv)	熱処理	$(da/dN)_a$ ($\times 10^{-4}\text{mm/cycle}$)
本 発 明 例	1	1	F+B+M	56	39	241	A(3)	5.8
	2	2	F+B+M	55	41	220	B	5.0
	3	3	F+B+M	58	57	258	B	5.4
	4	3	F+B+M	51	49	290	C	5.2
	5	4	F+P+M	61	39	227	B	5.2
	6	5	F+B+M	52	61	228	B	4.8
	7	5	F+P+M	29	53	271	C	4.6
	8	6	F+B+M	56	61	248	B	5.8
	9	6	F+B+M	57	49	310	B	5.4
	10	7	F+B+M	51	34	251	A(1)	5.1
	11	8	F+B+M	58	60	238	B	5.4
	12	8	F+B+M	22	52	288	C	5.0

(注) F：フェライト、B：ベイナイト、M：マルテンサイト、

P：パーライトまたは擬似パーライト

【0050】

【表4】

表4

区分	試験 No.	鋼 No.	組織	軟質部 平均粒径 (μm)	硬質部 平均間隔 (μm)	硬度差 (ΔHv)	熱処理	(da/dN) _m ($\times 10^{-4}\text{mm/cycle}$)
本 発 明 例	13	9	F+B+M	58	67	278	B	5.4
	14	9	F+B+M	56	49	288	A(2)	4.9
	15	10	F+B+M	58	39	246	A(3)	9.3 ②
	16	11	F+B+M	61	67	238	B	5.8
	17	11	F+B+M	22	52	266	C	18.1 ①
	18	12	F+M	58	58	278	B	5.6
	19	12	F+M	54	43	290	B	8.3 ②
	20	13	F+B+M	54	37	211	A(3)	8.4 ②
	21	14	F+M	29	50	241	C	15.2 ①
	22	15	F+M	58	57	261	C	20.2 ①
	23	15	F+M	36	39	247	B	19.0 ①
	24	16	F+B+M	58	40	251	A(2)	9.3 ②

(注) F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、

P:パーライトまたは疑似パーライト

①:湿潤硫化水素環境中で試験 ②:人工海水中で試験

【0051】

【表5】

表5

区分	試験 No.	鋼 No.	組織	軟質部 平均粒径 (μm)	硬質部 平均間隔 (μm)	硬度差 (ΔHv)	熱処理	(da/dN) _m ($\times 10^{-4}\text{mm/cycle}$)
本 発 明 例	25	17	F+M	31	52	271	C	20.4 ①
	26	17	F+M	58	41	228	B	9.2 ②
	27	18	F+M	58	58	248	B	21.0 ①
	28	18	F+M	51	48	291	C	9.0 ②
	29	19	F+M	58	35	251	B	9.8 ②
	30	20	F+M	68	83	268	B	21.0 ①
	31	20	F+M	39	51	288	C	20.7 ①
	32	21	F+B+M	58	58	259	B	9.9 ②
	33	21	F+B+M	51	47	295	C	19.6 ①
	34	22	F+B+M	56	35	251	A(3)	18.2 ①
	35	23	F+B+M	39	51	255	C	18.6 ①
	36	24	F+B+M	58	59	288	B	8.9 ②
	37	24	F+B+M	51	48	294	C	12.0 ①

(注) F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、

P:パーライトまたは疑似パーライト

①:湿潤硫化水素環境中で試験 ②:人工海水中で試験

【0052】

【表6】

表 6

区分	試験 No.	鋼 No.	組 織	軟 質 部 平均粒径 (μm)	硬 質 部 平均間隔 (μm)	硬 度 差 (ΔHv)	熱処理処理	(da/dN) _m ($\times 10^{-4}\text{mm/cycle}$)
比較例	38	1	TN+B	45	32	127	B+T	84.2
	39	2	TN+B	34	42	98	B+T	89.3
	40	3	TN+B	31	20	124	A(1)+T	84.6
	41	4	F+P	29	32	110	A(1)	83.4
	42	6	TN+B	25	39	146	A(2)+T	85.3
	43	7	TN+B	42	24	118	B+T	88.6
	44	8	TN+B	20	43	91	A(1)+T	90.2
	45	9	TN+B	32	40	106	B+T	551.3 ①
	46	10	TN+B	30	20	102	A(1)+T	186.2 ②
	47	11	TN+B	37	32	142	B+T	83.4
	48	12	TN+B	39	30	131	B+T	84.2
	49	13	TN+B	27	37	92	A(1)+T	89.3
	50	14	TN+B	45	39	135	B+T	89.1
	51	16	TN+B	28	39	115	A(1)+T	173.0 ②
	52	18	TN+B	34	45	105	A(2)+T	177.0 ②
	53	19	TN+B	29	37	139	A(2)+T	553.2 ①
	54	20	TN+B	39	38	128	A(1)+T	131.5 ②
	55	21	TN+B	24	27	141	A(2)+T	509.2 ①
	56	22	F+P	43	45	108	B	129.3 ②

(注) F: フェライト、B: ベイナイト、P: パーライトまたは疑似パーライト、

TN: 焼戻しマルテンサイト

①: 湿潤酸化水素環境中で試験 ②: 人工海水中で試験

熱処理欄 T: 焼き戻し処理を表す。

【0053】各試験片の (da/dN)_m からわかるように、本発明例である試験 No. 1~37では (da/dN)_m が小さく、高い疲労亀裂進展抵抗を有している。一方、硬度差が本発明で定める範囲外にある試験 No. 38~56の場合では (da/dN)_m が大きく、疲労亀裂進展特性は改善されていない。

【0054】

【発明の効果】本発明の鋼板は、中ΔK領域においても疲労亀裂進展抑制特性に優れており、溶接部から疲労亀裂が発生した場合でも、従来鋼に比べて疲労寿命の延長が期待できる。したがって、土木建築構造物、船体、海

洋構造物、海洋装置およびラインパイプなどに用いられる鋼材として適している。

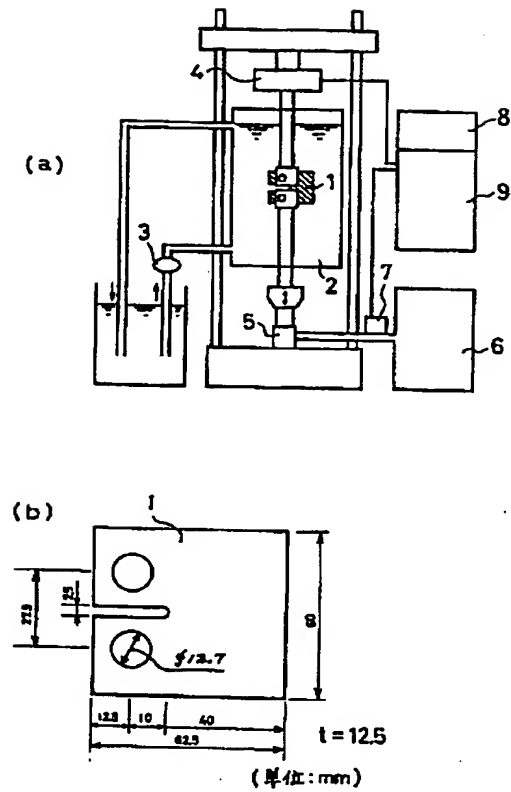
【図面の簡単な説明】

【図1】(a)は試験装置の概要を示す図、(b)は疲労試験片の形状を示す図である。

【符号の説明】

1: CT試験片、 2: 試験溶液槽、 3: 溶液循環ポンプ、 4: ロードセル、 5: 油圧シリンダー、 6: 油圧源、 7: サーボバルブ、 8: 波形発生器、 9: 負荷制御器

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 幸 英昭
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 岡口 秀治
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 一ノ瀬 威
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 櫛田 隆弘
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 誉田 登
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内